

Single crystal superalloy composition for gas turbine vane - includes tantalum, cobalt, ruthenium, chromium, molybdenum tungsten, aluminum, magnesium and nickel
Patent Assignee: TOSHIBA KK

Patent Family

Patent Number	Kind	Date	Application Number	Kind	Date	Week	Type
JP 11256258	A	19990921	JP 9863656	A	19980313	199950	B

Priority Applications (Number Kind Date): JP 9863656 A (19980313)

Patent Details

Patent	Kind	Language	Page	Main IPC	Filing Notes
JP 11256258	A		8	C22C-019/05	

Abstract:

JP 11256258 A

NOVELTY - The single crystal superalloy consists of 0.5 wt.% or less of Ti, 3-8 wt.% of Ta, 0.5-6 wt.% of Ru, 5-10 wt.% of Co, 4- 12 wt.% of Cr, 0.5-3 wt.% of Mo, 3-8 wt.% of W, 4-7 wt.% of Al, 4 wt.% or less of Re, 100 ppm of Mg, and Ni and unavoidable impurities as remainder.

USE - For gas turbine vane.

ADVANTAGE - Life span of the gas turbine is increased and the superalloy has excellent corrosion-proof property and oxidation resistance.

Dwg.0/4

Derwent World Patents Index

© 2005 Derwent Information Ltd. All rights reserved.

Dialog® File Number 351 Accession Number 12780057

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平11-256258

(43)公開日 平成11年(1999)9月21日

(51)Int.Cl.⁶
C 22 C 19/05
F 01 D 5/28

識別記号

F I
C 22 C 19/05
F 01 D 5/28

C

審査請求 未請求 請求項の数 6 O.L (全 8 頁)

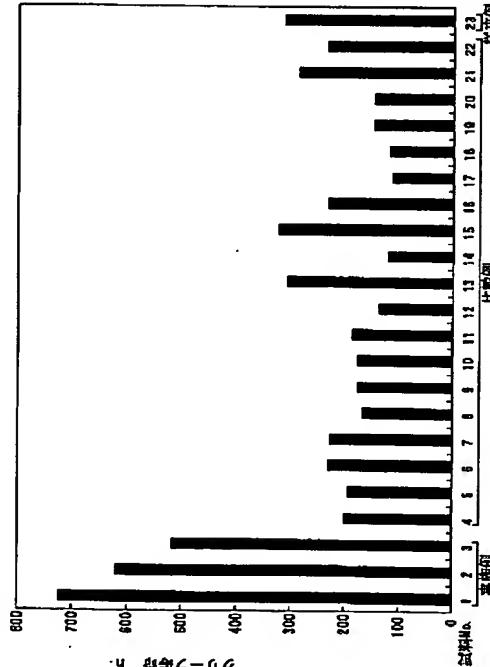
(21)出願番号	特願平10-63656	(71)出願人	000003078 株式会社東芝 神奈川県川崎市幸区堀川町72番地
(22)出願日	平成10年(1998)3月13日	(72)発明者	日野 武久 神奈川県横浜市鶴見区末広町二丁目4番地 株式会社東芝京浜事業所内
		(72)発明者	山本 浩喜 神奈川県横浜市鶴見区末広町二丁目4番地 株式会社東芝京浜事業所内
		(72)発明者	今井 淳 神奈川県横浜市鶴見区末広町二丁目4番地 株式会社東芝京浜事業所内
		(74)代理人	弁理士 波多野 久 (外1名)
			最終頁に続く

(54)【発明の名称】 Ni基単結晶超合金およびガスタービン部品

(57)【要約】

【課題】従来のNi基単結晶合金を改良することにより、より優れた高温強度、耐高温腐食性および耐酸化性を有するNi基単結晶超合金を低コストで提供し、このNi基単結晶超合金をガスタービン部品に適用することにより、ガスタービンの長寿命化を図ることを目的とする。

【解決手段】重量割合で、Co:5~10%、Cr:4~12%、Mo:0.5~3%、W:3~8%、Al:4~7%、Ti:0.5%以下、Ta:3~8%、Ru:0.5~6%、Re:4%以下、Mg:100ppm以下を含み、残部がNiおよび不可避的不純物からなることを特徴とする。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量割合で、Co:5~10%、Cr:4~12%、Mo:0.5~3%、W:3~8%、Al:4~7%、Ti:0.5%以下、Ta:3~8%、Ru:0.5~6%、Re:4%以下、Mg:100ppm以下を含み、残部がNiおよび不可避的不純物からなることを特徴とするNi基単結晶超合金。

【請求項2】 重量割合で、Co:8~10%、Cr:6~10%、Mo:1~2%、W:4~6%、Al:5~6%、Ti:0.5%以下、Ta:4~6%、Ru:1~3%、Re:4%以下、Mg:100ppm以下を含み、残部がNiおよび不可避的不純物からなることを特徴とするNi基単結晶超合金。

【請求項3】 請求項1または2記載のNi基単結晶超合金において、重量割合で、Yを0.5%以下含有することを特徴とするNi基単結晶超合金。

【請求項4】 請求項1から3までのいずれかに記載のNi基単結晶超合金において、重量割合で、Hfを0.5%以下含有することを特徴とするNi基単結晶超合金。

【請求項5】 請求項1から4までのいずれかに記載のNi基単結晶超合金において、体積率で、 γ 基地中に γ' 相を5.5%以上析出させた組織を有することを特徴とするNi基単結晶超合金。

【請求項6】 構成材料が請求項1から5までのいずれかに記載のNi基単結晶超合金により構成されたガスタービン部品。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、高温強度、耐高温腐食性および耐酸化性に優れたNi基単結晶超合金およびガスタービン部品に関するものであり、特にRuを添加し、Ruおよび他添加元素種類ならびに添加量の最適化を図ることにより相安定性を保持しつつ、より優れた高温強度を有するNi基単結晶超合金についてのものである。

【0002】

【従来の技術】ガスタービンエンジンの高出力、高効率化にともなう燃焼温度の上昇によってタービン翼は、最も厳しい使用環境に曝されている。そこで、タービン翼の材料は、多結晶の普通鋳造合金から、応力軸方向の結晶粒界を無くし高温強度を高めた一方向凝固合金に、さらに、結晶粒界を消失させることにより、熱処理特性低下の原因であった粒界強化元素を除去し、最適な熱処理により γ' 相の析出率を高めることで、高温強度をさらに向上させた単結晶合金へと変遷を遂げてきた。

【0003】近年、耐熱合金の材料としてはNi基耐熱合金が使用されている。Ni基耐熱合金は、 γ 相(Niマトリックス)中に γ' 相(Ni₃(Al, Ti))を析出させ、また、 γ 相および γ' 相にTa、Mo、Wお

よびReなどを固溶させることによって強化させた合金である。

【0004】また、Niを主成分とする単結晶翼材料についても、より一層のクリープ強度の向上を目指し、開発が進められてきた。

【0005】第1世代単結晶合金は、Re未添加の合金であり、この合金には、例えば特開昭59-19032号公報に記載されているCMSX-2がある。

【0006】また、第2世代単結晶合金では、Reを3%程度添加して第1世代単結晶合金より約30°Cクリープ強度が優れている。第2世代単結晶合金には、例えば、米国特許第4,643,782号に記載されているCMSX-4がある。

【0007】さらに、第3世代単結晶合金では、Reを5~6%程度含む合金が開発されており、例えば、特開平7-138683号公報に記載されているCMSX-10が挙げられる。

【0008】上述のように、合金組成にReを添加して高温強度の向上を図ってきたが、これらの単結晶合金は、主として航空機用ジェットエンジン、小型ガスタービンの分野でめざましく進歩してきた技術である。ところが、産業用の大型ガスタービンにおいても、燃焼効率を向上させるために高温化とすることから、強度の高い合金が必要とされてきている。

【0009】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら、高温強度の向上にReの添加を行っていたが、Reは合金中の拡散温度が遅いこと、およびReは希少元素であり価格が高いことから、大型である産業用ガスタービン動翼などのガスタービン部品に、Reを5~6%程度含む第3世代の単結晶合金をそのまま転用するには問題を有していた。

【0010】産業用ガスタービンは航空機用ジェットエンジンと比較して、定期点検期間が長いこと、ならびに使用期間が長いことから長時間の組織安定性が必要とされる。

【0011】しかしながら、産業用ガスタービン動翼などのガスタービン部品は、航空機用のエンジン用動翼などのエンジン部品に比べ大型であり、熱処理を行うことは困難であるため、合金中に均等にReを拡散させることは難しい。このため、Reは長時間の使用により、Re-Cr-W相などの脆化相であるTCP(Topologically Close-Packed phase)相を析出し、強度を低下させてしまうという問題を有していた。

【0012】また、Reは希少元素であり価格が高いために、コスト上昇の原因となっており、第3世代の単結晶合金を適用するには問題を有していた。

【0013】一方、単結晶翼は製造過程において入る歪みにより強度に悪影響を及ぼす再結晶が生じやすく、特に、産業用ガスタービン動翼のような大きな翼の製造過

程において生じやすい。このため翼形状が大型化すれば、歩留まり率が下がり、製造コストが高騰するという問題を有していました。

【0014】本発明は、このような問題を解決するためになされたものであり、第2世代のNi基単結晶超合金にRuを添加し、Ruおよび他添加元素種類ならびに添加量の最適化を図ることで相安定性を保持しつつ、より優れた高温強度を有するNi基単結晶超合金を低成本で提供することを目的とする。

【0015】また、 γ 基地中に析出させる γ' 相を規定するなどにより、耐酸化性、高温腐食性および長時間の相安定などの特性に優れたNi基単結晶超合金をガスタービン動翼および静翼などのガスタービン部品に適用することにより、低成本で長寿命化を図ったガスタービン部品を提供することを目的とする。

【0016】

【課題を解決するための手段】請求項1記載のNi基単結晶超合金は、重量割合で、Co: 5~10%、Cr: 4~12%、Mo: 0.5~3%、W: 3~8%、Al: 4~7%、Ti: 0.5%以下、Ta: 3~8%、Ru: 0.5~6%、Re: 4%以下、Mg: 100 ppm以下を含み、残部がNiおよび不可避的不純物からなることを特徴とする。

【0017】請求項2記載のNi基単結晶超合金は、重量割合で、Co: 8~10%、Cr: 6~10%、Mo: 1~2%、W: 4~6%、Al: 5~6%、Ti: 0.5%以下、Ta: 4~6%、Ru: 1~3%、Re: 4%以下、Mg: 100 ppm以下を含み、残部がNiおよび不可避的不純物からなることを特徴とする。

【0018】請求項1および2記載の発明において、合金組成における各添加元素の効果および組成限定理由を述べる。

【0019】Co(コバルト)には、Cr(クロム)、W(タンクステン)およびRe(レニウム)などの添加により生ずる機械的特性に有害な脆化相の析出を抑制し、かつ耐高温腐食性を向上させる作用がある。本発明においては、Coの含有量を5~10%と規定したが、含有量が5%未満であると上述した効果を十分に得ることができず、また、含有量が10%を超えると、 γ' 相の析出を抑制し高温強度を低下させるためである。さらに好ましくは、Coの含有量を8~10%とすると良い。

【0020】Cr(クロム)は、高温腐食性を向上させる作用を有する元素である。本発明において、Crの含有量を4~12%と規定したが、含有量が4%未満では所望の耐高温腐食性を確保できず、また、含有量が12%を超えると γ' 相の析出が抑制されるようになるばかりでなく、前述したTCP相(α 相)と呼ばれる望ましくない脆化相が生成し、高温強度を低下させるためである。さらに好ましくは、Crの含有量を6~10%とす

ると良い。

【0021】Mo(モリブデン)は、 γ 相に固溶して γ' 相を強化する元素である。本発明において、Moの含有量を0.5~3%と規定したが、含有量が0.5%未満では所望の効果を発揮することができず、また、含有量が3%を超える場合には、脆化相であるTCP相(α -Mo相)を生じてクリープ破断強度を低下させるためである。さらに、好ましいMoの含有量は、1~2%とすると良い。

【0022】W(タンクステン)は、 γ 相および γ' 相に固溶して両相を固溶強化する元素である。本発明において、Wの含有量を3~8%と規定したが、最低3%は必要であり、含有量が3%未満では強度が著しく低下し、8%を超える添加は、 α -W、Re-W相およびRe-Cr-W相などのTCP相を析出し、クリープ破断強度を低下させてしまうためである。さらに、好ましいWの含有量は、4~6%である。

【0023】Al(アルミニウム)は、高温強度に寄与する γ' 相を生成する主要合金元素であり、また表面にAl酸化物を形成することによって耐酸化性向上にも寄与する元素である。本発明において、Alの含有量を4~7%と規定したが、Alの含有量が4%未満であると、良好なクリープ破断強度を得るのに十分な体積率の γ' 相が生成できず、また耐酸化性も低下するためである。また含有量が7%を超えると共晶 γ' 量が増加し、溶体化処理が困難になり、クリープ破断強度が低下するためである。また、さらに好ましくは、Alの含有量を5~6%とすると良い。

【0024】Ti(チタン)は、 γ' 相中のAlと置換し、得られる相はNi₃(Al, Ti)となるために、 γ' 相の固溶強化に役立つ元素である。本発明において、Tiの含有量を0.5%以下と規定したが、Tiを過度に添加すると、共晶 γ' 相の生成またはNi₃Ti相(η 相)の析出を促し、クリープ破断強度を低下させてしまうためである。また合金の長時間の裸使用において、合金表面直下に生成するTiの窒化物は低サイクル疲労特性に対しても悪影響を及ぼし、また耐酸化性に対しても有害であるためである。

【0025】Ta(タンタル)は、主として γ' 相に固溶して γ' 相を強化するとともに耐酸化性を付与する元素である。本発明において、Taの含有量を3~8%と規定したが、含有量が3%未満であると合金の強度が低くなり、含有量が8%を超えると共晶 γ' 相を固溶させることが困難となり、クリープ破断強度が低下するためである。また、さらに好ましくは、Taの含有量を4~6%とすると良い。

【0026】Ru(ルテニウム)は主として γ 相の強化元素である。本発明において、Ruの含有量を0.5~6%と規定したが、含有量が0.5%未満ではその効果を得られず、密度が高く、含有量が6%を超える場合に

は合金の比重をあげ、比強度を下げる事、またWおよびMo等と脆化相 (Ru-Mo, Ru-W相) を形成してクリープ強度を低下させるためである。また、さらに好ましくは、Ruの含有量を1~3%とすると良い。

【0027】Re (レニウム) は、主として γ 相の強化元素であり、耐高温腐食性を高める元素である。本発明においては、Reの含有量を4%以下と規定したが、Reの密度が高く、4%を超える添加はRe-W相およびRe-Cr-W相等のTCP相を生成するためである。また、ReはRuと同様に希少元素であり、過度の添加は合金の価格を引き上げてしまうため、Reの含有量を4%以下と規定した。

【0028】Mg (マグネシウム) は、硫黄分を硫化物として固定し、合金中の耐高温腐食性を低下させるS (硫黄) を減少させる元素である。本発明においては、Mgの含有量を100ppm以下と規定したが、100ppmを超える過度の添加は、粗大化した硫化物が低サイクル破断特性に悪影響を及ぼすためである。

【0029】請求項3記載のNi基単結晶超合金は、請求項1および2記載のNi基単結晶超合金において、重量割合で、Yを0.5%以下含有することを特徴とする。

【0030】本発明においてY (イットリウム) を添加したが、Yは酸化被膜の密着性を向上させる効果を持つ元素である。耐酸化性向上のためには、高温で運転中タービン翼上に生成する酸化被膜の密着性を向上させる必要があるが、Yはタービン翼上に生成する酸化被膜の密着性を向上させる効果を有する。本発明においてYの含有量を0.5%以下と規定したが、含有量が0.5%を超えた場合、特に1%以上の場合は逆に酸化速度を上昇し、耐酸化性を低下させるためである。

【0031】請求項4記載のNi基単結晶超合金は、請求項1から3までのいずれかに記載のNi基単結晶超合金において、重量割合で、Hfを0.5%以下含有することを特徴とする。

【0032】本発明においてHf (ハフニウム) を添加したが、Hfは、一方向凝固超合金などに添加される粒界強化元素である。従来のNi基単結晶合金ではまったく

添加されないものであるが、単結晶タービン翼铸造時に生成する異結晶や、その後の熱処理および加工により生じる再結晶の粒界を強化するため、本発明の合金では非常に少量添加されている。従来のNi基単結晶合金では粒界強化元素を含んでいないため、異結晶や再結晶をもったタービン翼はすべて廃棄されていた。このために、粒界強化元素を添加することにより粒界が十分に強化され、異結晶や再結晶を有するタービン翼でも許容されるようになり、廃棄品の割合を低下させることによって製品の生産性を向上させる。しかしながら、Hfは合金の融点を下げる働きがあるため、0.5%を超える添加は局部溶解温度を低下させ、熱処理を困難とするため、0.5%以下と規定した。

【0033】請求項5記載のNi基単結晶超合金は、請求項1から4までのいずれかに記載のNi基単結晶超合金において、体積率で、 γ 基地中に γ' 相を5.5%以上析出させた組織を有することを特徴とする。

【0034】本発明において、Ni基単結晶超合金を製造する際に施す熱処理により、 γ 基地中に析出する γ' 相の割合は異なってくるが、 γ 基地中に γ' 相を5.5%以上析出させることにより、高温強度、耐酸化性および高温腐食性などの優れた特性を有するNi基単結晶超合金を得ることができる。

【0035】請求項6記載のガスターイン部品は、構成材料が請求項1から5までのいずれかに記載のNi基単結晶超合金により構成された。

【0036】本発明において、優れた特性を有するNi基単結晶超合金をガスターイン動翼および静翼などのガスターイン部品に適用することにより、ガスターインの長寿命化を図ることができる。

【0037】

【発明の実施の形態】以下、本発明の実施形態を表1および図1~図4を用いて説明する。

【0038】実施例 (表1: 試料No. 1~3)

本実施例においては、表1に示す試料No. 1~No. 3の成分組成範囲のNi基単結晶合金を用いた。

【0039】

【表1】

	試料No.	Co	Cr	Mo	W	Re	Ru	Ta	Al	Ti	Hf	Y	Mg	Ni
実施例	1	8.1	8.2	1.9	3.8	3.0	3.0	5.0	6.1	0.3	0.01	0.01	80ppm	Bal.
	2	8.2	8.5	1.8	6.0	2.4	3.0	6.1	5.8	0.1	0.02	0.01	95ppm	Bal.
	3	8.0	7.1	1.5	8.0	3.0	3.0	6.0	5.9	0.1	0.01	0.03	92ppm	Bal.
比較例	4	1.2	8.2	1.5	7.1	2.1	2.0	5.1	6.9	—	0.02	0.05	95ppm	Bal.
	5	14.1	7.9	2.0	7.9	3.0	2.1	4.1	5.3	—	—	—	74ppm	Bal.
	6	6.9	2.1	2.1	6.9	2.0	2.9	4.2	6.5	—	—	—	63ppm	Bal.
	7	6.1	14.1	1.8	6.9	3.0	2.1	4.1	5.2	—	—	0.03	72ppm	Bal.
	8	6.9	7.9	0.1	6.9	2.1	3.0	5.0	5.1	—	—	—	72ppm	Bal.
	9	6.1	7.9	8.1	7.1	3.6	2.0	5.1	6.2	—	—	0.01	78ppm	Bal.
	10	6.0	7.8	2.0	1.0	2.6	2.0	6.1	5.9	—	—	0.01	78ppm	Bal.
	11	5.9	7.9	1.9	8.8	3.0	1.8	6.0	5.8	—	—	0.01	92ppm	Bal.
	12	6.9	7.9	2.1	7.2	6.1	2.9	5.1	8.1	—	—	—	72ppm	Bal.
	13	8.1	7.9	1.5	7.1	2.1	0.3	5.2	5.9	—	—	0.01	62ppm	Bal.
	14	7.9	8.2	1.9	6.9	1.8	7.0	6.4	6.1	—	—	—	87ppm	Bal.
	15	9.2	8.3	1.7	4.9	2.8	1.8	0.6	6.2	—	—	—	88ppm	Bal.
	16	9.8	8.1	2.1	7.2	3.1	2.0	10.1	6.1	—	—	0.03	72ppm	Bal.
	17	9.7	8.0	1.5	7.1	3.0	2.0	6.1	1.5	—	—	—	82ppm	Bal.
	18	9.5	8.1	2.1	6.2	3.2	1.9	6.2	10.1	—	—	—	78ppm	Bal.
	19	6.1	8.2	1.8	5.1	3.1	2.1	5.9	6.9	3.0	—	—	82ppm	Bal.
	20	6.3	8.5	2.1	4.9	3.2	3.1	6.2	6.1	0.2	3.00	—	82ppm	Bal.
	21	6.2	8.5	1.5	5.2	2.9	1.8	5.6	5.6	—	—	1.20	97ppm	Bal.
	22	7.2	7.9	2.1	4.3	2.4	1.2	6.2	5.2	0.2	0.01	0.03	2.0	Bal.
従来例	23(CMSX-4)	9.0	8.5	0.6	6.0	3.0	—	6.5	5.6	1.0	—	—	—	Bal.

【0040】表1に示すように、試料No. 1～No. 3の合金は、重量%で、Co: 5～10%、Cr: 4～12%、Mo: 0. 5～3%、W: 3～8%、Al: 4～7%、Ti: 0. 5%以下、Ta: 3～8%、Ru: 0. 5～6%、Re: 4%以下、Mg: 100ppm以下、Y: 0. 1%以下、Hf: 0. 5%以下を含有し、残部をNiおよび不可避的不純物とした成分を有する。

【0041】比較例 (表1: 試料No. 4～22)

本比較例では、表1に示す試料No. 4～No. 22の成分組成範囲のNi基単結晶合金を用いた。

【0042】表1に示すように、試料No. 4～No. 22の合金は、本発明の成分組成範囲にない組成を有するものである。

【0043】従来例 (表1: 試料No. 23 (CMSX-4))

本従来例においては、表1に示す試料No. 23の第2世代単結晶合金であるCMSX-4を用いた。CMSX-4の成分組成は、表1に示すとおりである。

【0044】具体的には、CMSX-4の合金は、重量%で、Co: 9. 0%、Cr: 6. 5%、Mo: 0. 6%、W: 6. 0%、Al: 5. 6%、Ti: 1. 0%、Ta: 6. 5%、Re: 3. 0%を含有し、残部はNiおよび不可避的不純物から構成される。

【0045】実施例および比較例の成分組成を有する合金について、各試験片を作成するために、あらかじめ表1に示す組成になるように、原材料を適切な割合として真空溶解により精練後、再溶解用インゴットを作り、これを直径100×1000mm程度のメルティングストックに鋳造した。このメルティングストックを必要量に小割りし、その後、高速凝固法により直径13×100mm円柱形状の単結晶合金を鋳造した。その後、図1に示す溶体化処理および時効処理を施した後、加工を施して試験片を得た。

【0046】図1は、実施例および比較例の熱処理シーケンスを示す図である。

【0047】図1に示すように、実施例および比較例である試料No. 1からNo. 22までの22種類の合金は、まず、1260～1280°Cの温度で1時間の予備加熱を施した後、1280～1300°Cの温度で5時間の溶体化熱処理を施した。

【0048】溶体化熱処理後、室温まで試験片を空冷し、γ'相析出を目的とした1段時効熱処理を1100°Cの温度域で4時間行い、その後、空冷した後つづいてγ'相安定化を目的とした2段時効熱処理を870°Cの温度で20時間実施した後、空冷を行った。

【0049】このようにして得られた試験片に対して、耐酸化性試験、耐高温腐食性試験およびクリープ破断試験を実施した。

【0050】耐酸化性試験については、大気雰囲気中下において950°Cの温度で9時間加熱後、1時間冷却という熱サイクルを100回反復し、質量変化を測定した。

【0051】また、耐高温腐食性試験では、75%Na₂SO₄+25%NaClの組成を有する温度900°Cに加熱した溶融塩中に試験片を20時間浸漬した後、脱スケールを行い、重量減少を測定した。

【0052】クリープ破断試験では、試験片を大気中にて温度1100°C、14kgf/mm²の条件下とし、破断寿命を測定した。その結果を図2～図4に示す。

【0053】図2は、実施例、比較例および従来例のクリープ試験結果を示す図である。

【0054】図2に示すように、比較例の合金のうち、Co添加量の少ない試料No. 4の合金は、Re-Cr-W相の生成によりクリープ破断寿命の低下が見られた。また、AlおよびTi添加量の少ない試料No. 1～7の合金は、γ'相析出量の低下により、クリープ破断

寿命が低下した。さらに、Cr、Mo、TaおよびWの添加量の少ない試料No. 6、No. 8、No. 10およびNo. 15の合金では、固溶強化度が低下することによりクリープ破断強度が低下していた。

【0055】逆に実施例の合金に対しA1およびTiの含有量が多いNo. 18およびNo. 19の合金は熱処理後、未固溶の γ' や共晶 γ' が残留し、図2に示すようにクリープ破断寿命が低下した。また、Re、Mo、WおよびRuの含有量が多いNo. 12、No. 9、No. 11およびNo. 14の合金は、 α -(W, Mo)相、Re-Cr-W相、Re-Mo相およびRu-Mo相の析出によりクリープ破断寿命が短くなっていた。さらに、Cr添加量の多いNo. 7の合金では、針状のTCP相(σ相)の生成によりクリープ破断寿命が低下していた。

【0056】図3は、実施例、比較例および従来例の酸化試験結果を示す図である。

【0057】図3に示すように、耐酸化性については、A1含有率が低いNo. 17の合金およびTi添加量の高いNo. 19の合金では、耐酸化性が低下した。また、YおよびHfを添加していない合金およびS濃度が高い合金についても耐酸化性に有効な酸化被膜の剥離がおこり、耐酸化性が低下していた。

【0058】図4は、実施例、比較例および従来例の高温腐食試験結果を示す図である。

【0059】図4に示すように、耐高温腐食性については、Crの含有量が低いNo. 6およびReの添加量の少ない合金について、高温腐食量が増加して耐高温腐食性の低下がみられた。

【0060】これに対して、実施例における合金はA1、Ti、W、Ta、Mo、RuおよびReの合金元素をバランスよく添加しているため、熱処理後の未固溶 γ' 相および γ' 共晶の残留がなく、また脆化相である α -(W, Mo)およびRe-W、Re-Mo、Re-Cr-W相の析出も見られず、図2に示すようにクリープ破断寿命が従来例の合金にくらべ優れた値を示した。また、Crの含有率を耐食性を保持するのに必要量添加していること、またYおよびHfを添加し、S濃度を低くしたことにより、図3および図4に示すように、耐高温腐食性および耐酸化性についても比較例の合金に対し、良好な結果を示した。

【0061】

【発明の効果】以上のように、本発明によるNi基単結晶超合金およびガスタービン部品によれば、優れたクリープ破断寿命、耐高温腐食性および耐酸化性を有し、このNi基超合金をガスタービン翼などのガスタービン部品に適用することにより、ガスタービンの長寿命化に大きく寄与することができる。

【図面の簡単な説明】

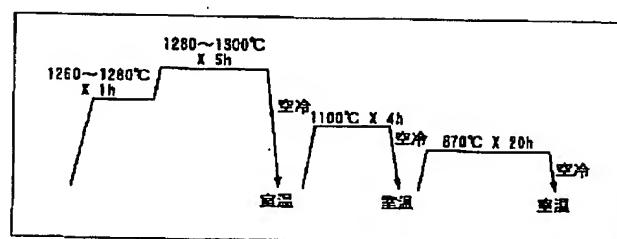
【図1】本発明の実施形態における、実施例および比較例の熱処理シーケンスを示す図。

【図2】本発明の実施形態における、実施例、比較例および従来例のクリープ試験結果を示す図。

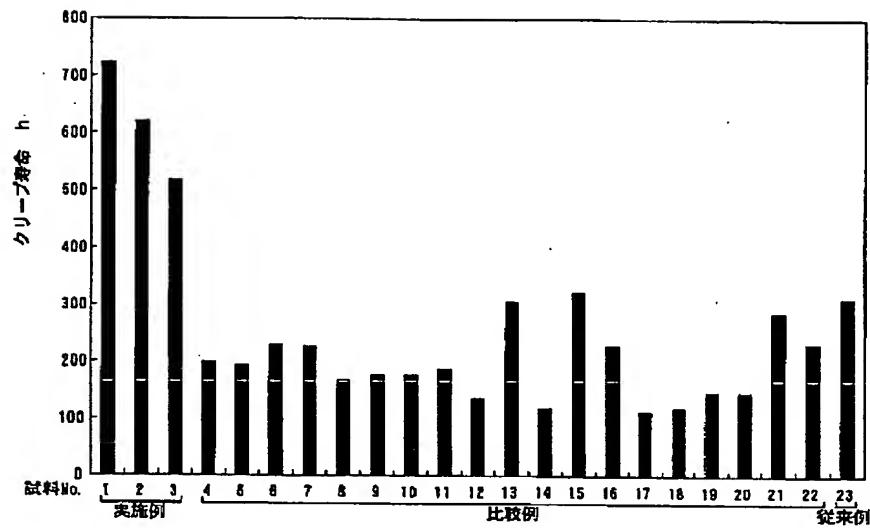
【図3】本発明の実施形態における、実施例、比較例および従来例の酸化試験結果を示す図。

【図4】本発明の実施形態における、実施例、比較例および従来例の高温腐食試験結果を示す図。

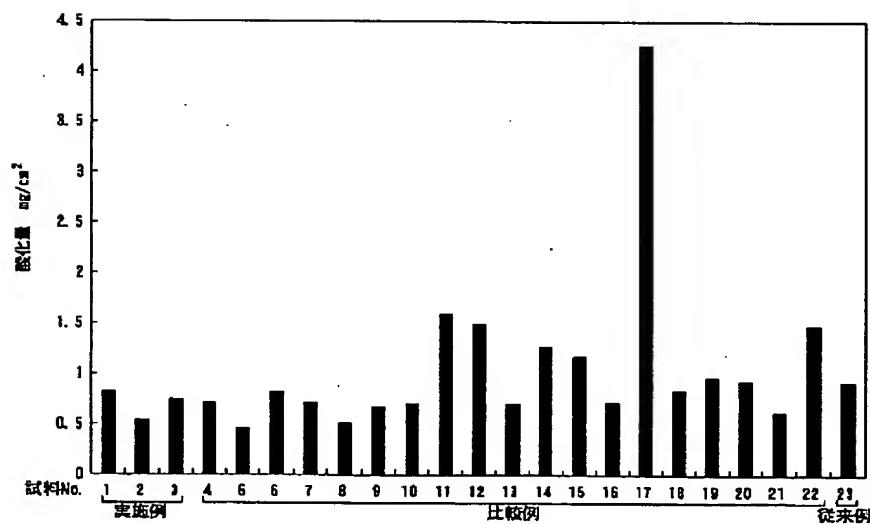
【図1】



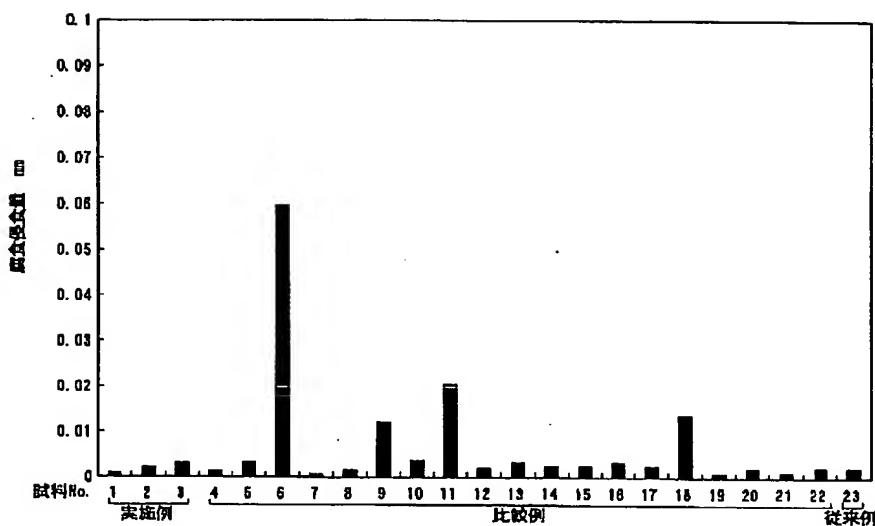
【図2】



【図3】



【図4】



フロントページの続き

(72)発明者 石渡 裕
神奈川県横浜市鶴見区末広町二丁目4番地
株式会社東芝京浜事業所内

(72)発明者 吉岡 洋明
神奈川県横浜市鶴見区末広町二丁目4番地
株式会社東芝京浜事業所内

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 11-256258

(43)Date of publication of application : 21.09.1999

(51)Int.CI.

C22C 19/05

F01D 5/28

(21)Application number : 10-063656

(71)Applicant : TOSHIBA CORP

(22)Date of filing : 13.03.1998

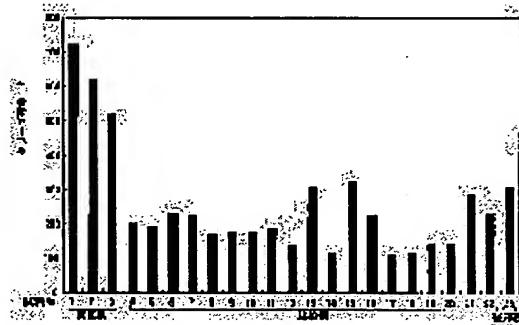
(72)Inventor : HINO TAKEHISA
YAMAMOTO HIROKI
IMAI KIYOSHI
ISHIWATARI YUTAKA
YOSHIOKA HIROAKI

(54) NI BASE SINGLE CRYSTAL SUPERALLOY AND GAS TURBINE PARTS

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide an Ni base single crystal superalloy having more excellent high temp. strength, high temp. corrosion resistance and oxidation resistance at a low cost by improving the conventional Ni base single crystal alloy and to prolong the service life of a gas turbine by applying this Ni base single crystal superalloy to gas turbine parts.

SOLUTION: This invention has a compsn. contg., by weight, 5 to 10% Co, 4 to 12% Cr, 0.5 to 3% Mo, 3 to 8% W, 4 to 7% Al, \leq 0.5% Ti, 3 to 8% Ta, 0.5 to 6% Ru, \leq 4% Re, \leq 100 ppm Mg, and the balance Ni with inevitable impurities.



LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]